

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2000-319756

(43)Date of publication of application : 21.11.2000

(51)Int.Cl.

C22C 38/00

B21B 3/00

B21B 45/08

C21D 9/46

C22C 38/16

C22C 38/58

(21)Application number : 11-125416

(71)Applicant : NIPPON STEEL CORP

(22)Date of filing : 06.05.1999

(72)Inventor : YOKOI TATSUO
TANAHASHI HIROYUKI
TAKAHASHI MANABU

(54) HOT ROLLED STEEL SHEET FOR WORKING EXCELLENT IN FATIGUE CHARACTERISTIC AND ITS PRODUCTION

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To improve the fatigue characteristics and workability of the steel sheet by allowing it to have a specified elemental compsn. and a microstructure of the composite one consisting of ferrite as the main phase and allowing Cu in the ferritic phase to exist in the precipitated state and/or solid solution state in which the size of the grains composed of Cu alone is controlled to the value equal to or below a specified one.

SOLUTION: The steel compsn. is composed of, by mass, 0.03 to 0.20% C, >1.4 to 2.5% Si, 0.5 to 3.0% Mn, ≤0.02% P, ≤0.01% S, 0.005 to 1.0% Al, 0.2 to 2.0% Cu and 0.0002 to 0.0020% B, and the balance Fe with inevitable impurities. Moreover, its microstructure is formed of the composite one consisting of ferrite as the main phase and martensite or martensite and bainite as a 2nd phase. Then, Cu in the ferritic phase exists in the precipitated state and/or solid solution state in which the size of the grains composed of Cu alone is controlled to ≤2 nm.

* NOTICES *

JPO and INPIT are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.

2.**** shows the word which can not be translated.

3.In the drawings, any words are not translated.

CLAIMS

[Claim(s)]

[Claim 1]In mass %, C:0.03 to 0.20%, Si:1.4 ** -2.5%, Mn: 0.5-3.0%, P:<=0.02%, S:<=0.01%, aluminum : 0.005 to 1.0%, Cu : 0.2 to 2.0% and B:0.0002 to 0.0020% are included, The remainder is steel which consists of Fe and inevitable impurities, and the microstructure, Are the complex tissue which makes a ferrite a main phase and makes martensite or martensite, and bainite the second phase, and an existence state of Cu in a ferrite phase, Hot rolled sheet steel for processing excellent in fatigue characteristics, wherein a size of particles which comprise a Cu independent is in a separation state and/or a dissolution state of 2 nm or less.

[Claim 2]Hot rolled sheet steel for processing said steel excelled [hot rolled sheet steel] in the fatigue characteristics according to claim 1 containing nickel:0.1-1.0% in mass % further.

[Claim 3]Hot rolled sheet steel for processing said steel excelled [hot rolled sheet steel] in the fatigue characteristics according to claim 1 or 2 containing Ca:0.005-0.02% and REM:0.005-0.2% of a kind, or two sorts in mass % further.

[Claim 4]Said steel in mass % further Mo:0.05-1.0%, V:0.02 to 0.2%, Ti: 0.01-0.2%, Nb:0.01-0.1%, Cr:0.01-1.0%, Zr: Hot rolled sheet steel for processing containing 0.02 to 0.2% of a kind, or two sorts or more excellent in the fatigue characteristics according to any one of claims 1 to 3.

[Claim 5]Hot-rolling of slab which has the ingredient according to any one of claims 1 to 4 is faced, After ending hot finish rolling above an Ar_3 transformation point, stagnate for 1 to 10 seconds in a temperature region from an Ar_3 transformation point to an Ar_1 transformation point, and it cools with a cooling rate at not less than 20 **/s after that, Roll round with coiling temperature of 350 ** or less, and a microstructure makes a ferrite a main phase, Are the complex tissue which makes martensite or martensite, and bainite the second phase, and an existence state of Cu in a ferrite phase, A manufacturing method of hot rolled sheet steel for processing excellent in fatigue characteristics, wherein a size of particles which comprise a Cu independent obtains a steel plate which is in a separation state and/or a dissolution state of 2 nm or less.

[Claim 6]A manufacturing method of hot rolled sheet steel for processing excellent in the fatigue characteristics according to claim 5 performing high voltage descaling after an end of rough rolling, and ending hot finish rolling on the occasion of said hot-rolling above an Ar_3 transformation point.

[Translation done.]

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2000-319756

(P2000-319756A)

(43) 公開日 平成12年11月21日 (2000. 11. 21)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テマコード* (参考)
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 W 4 K 0 3 7
B 2 1 B 3/00		B 2 1 B 3/00	A
45/08		45/08	A
C 2 1 D 9/46		C 2 1 D 9/46	T
C 2 2 C 38/16		C 2 2 C 38/16	

審査請求 未請求 請求項の数 6 O L (全 12 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願平11-125416

(22) 出願日 平成11年5月6日 (1999. 5. 6)

(71) 出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72) 発明者 横井 龍雄

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内

(72) 発明者 棚橋 浩之

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内

(74) 代理人 100074790

弁理士 椎名 強

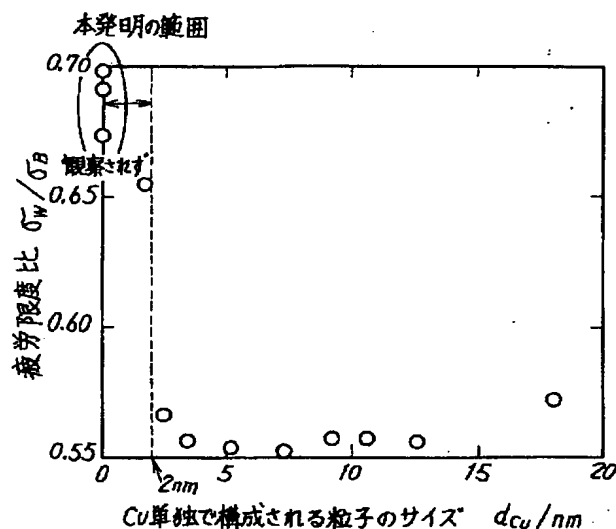
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 疲労特性に優れた加工用熱延鋼板およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 疲労特性に優れた加工用熱延鋼板およびその製造方法を提供する。

【解決手段】 C: 0.03~0.20%, Cu: 0.2~2.0%, B: 2~20ppmを含むフェライトを主相とし、マルテンサイトまたはマルテンサイトおよびベイナイトを第二相とする複合組織鋼板であり、フェライト相でのCuの存在状態は、Cu単独で構成される粒子の大きさが2nm以下の析出状態および/または固溶状態であることを特徴とする疲労特性に優れた加工用熱延鋼板、および上記成分の鋼を、A_r: 変態点以上の温度域で熱間仕上圧延を終了し、A_r: 変態点からA_r: 変態点までの温度域で1~10秒間滞留し、その後、20℃/s以上の冷却速度で冷却して、350℃以下の巻取温度で巻き取ることを特徴とする上記鋼板の製造方法。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 質量%にて、

C:0.03~0.20%、

Si:1.4超~2.5%、

Mn:0.5~3.0%、

P:≤0.02%、

S:≤0.01%、

Al:0.005~1.0%、

Cu:0.2~2.0%、

B:0.0002~0.0020%

を含み、残部がFe及び不可避免の不純物からなる鋼であって、そのマイクロ組織が、フェライトを主相とし、マルテンサイト、またはマルテンサイトおよびベイナイトを第二相とする複合組織であり、フェライト相におけるCuの存在状態は、Cu単独で構成される粒子の大きさが2nm以下の析出状態および／または固溶状態であることを特徴とする、疲労特性に優れた加工用熱延鋼板。

【請求項2】 前記鋼が、さらに、質量%にて、

Ni:0.1~1.0%

を含有することを特徴とする、請求項1に記載の疲労特性に優れた加工用熱延鋼板。

【請求項3】 前記鋼が、さらに、質量%にて、

Ca:0.005~0.02%、

REM:0.005~0.2%

の一種または二種を含有することを特徴とする、請求項1または請求項2に記載の疲労特性に優れた加工用熱延鋼板。

【請求項4】 前記鋼が、さらに、質量%にて、

Mo:0.05~1.0%、

V:0.02~0.2%、

Ti:0.01~0.2%、

Nb:0.01~0.1%、

Cr:0.01~1.0%、

Zr:0.02~0.2%

の一種または二種以上を含有することを特徴とする、請求項1ないし請求項3のいずれか1項に記載の疲労特性に優れた加工用熱延鋼板。

【請求項5】 請求項1ないし請求項4のいずれか1項に記載の成分を有する鋼片の熱間圧延に際し、Ar₃変態点以上で熱間仕上圧延を終了した後、Ar₃変態点からAr₁変態点までの温度域で1~10秒間滞留し、その後、20℃/s以上の冷却速度で冷却して、350℃以下の巻取温度で巻き取り、マイクロ組織が、フェライトを主相とし、マルテンサイト、またはマルテンサイトおよびベイナイトを第二相とする複合組織であり、フェライト相におけるCuの存在状態は、Cu単独で構成される粒子の大きさが2nm以下の析出状態および／または固溶状態である鋼板を得ることを特徴とする疲労特性に優れた加工用熱延鋼板の製造方法。

【請求項6】 前記熱間圧延に際し、粗圧延終了後、高

圧デスケーリングを行ない、Ar₃変態点以上で熱間仕上圧延を終了することを特徴とする請求項5記載の疲労特性に優れた加工用熱延鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、疲労特性に優れた加工用熱延鋼板およびその製造方法に関するものであり、特に、自動車の足廻り部品やロードホイール等の耐久性及加工性の両立が求められる素材として好適な疲労特性に優れた加工用熱延鋼板およびその製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】近年、自動車の燃費向上などのために軽量化を目的として、Al合金等の軽金属や高強度鋼板の自動車部材への適用が進められている。ただ、Al合金等の軽金属は、比強度が高いという利点があるものの、鋼に比較して著しく高価であるため、その適用は特殊な用途に限られてきた。より広い範囲で自動車の軽量化を推進するためには、安価な高強度鋼板の適用が強く求められている。一般に、材料は、高強度になるほど延性が低下して加工性（成形性）が悪くなるばかりでなく、切り欠き感受性も高くなる。そのため、複雑な形状をしている自動車の足廻り部品等への高強度鋼板の適用にあたっては、その成形性だけでなく、疲労耐久性も重要な検討課題となる。

【0003】加工性に優れた高強度熱延鋼板として、特に、低降伏比でかつ延性の優れた高強度鋼板を、フェライトとマルテンサイトを主体とするマイクロ組織で得る発明が、例えば、特開昭58-6937号公報や特開昭60-121225号公報等で開示されている。また、特に、伸びフランジ性（穴抜け性）の優れた高強度鋼板を、フェライトとベイナイトを主体とするマイクロ組織で得る発明が、例えば、特開昭57-145965号公報や特開昭61-96057号公報等で開示されている。さらにまた、これらの特性を兼ね備えた高強度鋼板を、フェライト、ベイナイトとマルテンサイトを主体とするマイクロ組織で得る発明が、例えば、特開平3-264645号公報等で開示されている。

【0004】また、疲労特性に優れた高強度熱延鋼板としては、特開平4-276016号公報、特開平5-331591号公報、特開平6-145792号公報、特開平8-60240号公報等で、疲労特性を向上させるために特定の添加元素に注目して、Pの固溶強化および／またはCuの析出強化を利用する発明が開示されている。すなわち、上記の特開平4-276016号公報には、Pの固溶強化とCuの析出強化によって疲労強度を向上させる技術が開示されている。

【0005】また、特開平5-331591号公報では、マイクロ組織をフェライトとマルテンサイトまたはフェライト、マルテンサイトおよび残留オーステナイトと

し、フェライト相に ε -Cuを析出させて疲労強度と伸びフランジ性を向上させる技術が開示されている。また、特開平6-145792号公報では、ミクロ組織をフェライト、ベイナイトおよびマルテンサイトの三相とし、それぞれの相の体積分率を規定して強度と伸びフランジ性を確保するとともに、Cuの析出強化によって疲労特性を向上させる技術が開示されている。

【0006】さらに、特開平8-60240号公報では、ミクロ組織をフェライト、ベイナイトおよびマルテンサイトの三相とし、それぞれの相の体積分率を規定して強度延性バランスを確保し、巻取温度を400℃以上としてCuの析出強化によって疲労特性を向上させる技術が開示されている。一方、特開平9-137349号公報では、ミクロ組織をフェライト、ベイナイトおよびマルテンサイトの三相とし、それぞれの相の体積分率を特定するとともにTi、Nbの炭化物でフェライト相を析出強化し、さらに表面近傍のフェライト粒径と鋼板表面の粗さを規定して疲労特性を向上させる技術が開示されている。

【0007】

【発明が解決しようとする課題】しかしながら、ロードホイールのディスク等の一部の部品においては、伸び、低降伏比等の加工性ととともに疲労耐久性が大変に重要であり、上記従来技術では、満足する特性が得られないといわざるを得ない。すなわち、上記特開平4-276016号公報に記載の発明では、結晶粒界に偏析し粒界脆化を引き起こすPが0.05~0.12%添加されることが必須であるため、疲労破壊の起点となる粒界破壊が起こった場合、疲労特性が著しく劣化する可能性がある。

【0008】さらに、同文献には、Pによる粒界脆化を抑制するBの添加については何も記載されていない。また、上記特開平5-331591号公報に記載の発明では、フェライト相に ε -Cuを析出させているため延性が低下して加工性が悪くなる可能性がある。また、上記特開平6-145792号公報に記載の発明では、熱履歴等によりフェライト、ベイナイトおよびマルテンサイトの各相の体積分率が変動しやすく、それによって延性等の特性が大きく影響されるため鋼板の長手方向や幅方向の材質のばらつきを生じやすいという問題点がある。

【0009】また、上記特開平8-60240号公報に記載の発明では、巻取温度を400℃以上と規定しているため、ミクロ組織に多量のベイナイトやパーライトが生成し、十分なマルテンサイトを得られず低降伏比でないばかりか、十分な疲労限度比が得られない。さらに、上記特開平9-137349号公報に記載の発明では、析出強化に有効なTi、Nbの炭化物を得るために熱間圧延前の加熱炉工程において高い溶体化温度での加熱が必要なため操業コストや省エネルギーの観点から好まし

くない。そこで、本発明は、疲労特性と加工性を両立させるための鋼板特性とその製造方法を明らかにして、上記従来技術の課題を有利に解決できる、590MPa以上の強度を有する疲労特性に優れた加工用熱延鋼板およびその製造方法を提供することを目的とするものである。

【0010】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、現在通常に採用されている連続熱間圧延設備により工業的規模で生産されている熱延鋼板の製造プロセスを念頭において、熱延鋼板の疲労特性と加工性の両立を達成すべく鋭意研究を重ねた。その結果、固溶しているCuもしくはCu単独で構成される粒子サイズが2nm以下のCu析出物が疲労特性向上に非常に有効であり、かつ加工性も損なわないことを見出し、本発明をなしたものである。

【0011】以下に、本発明に至った基礎研究結果について説明する。まず、フェライト相におけるCu単独で構成される粒子サイズの疲労特性に及ぼす効果についての調査を行った。そのための供試材は、次のようにして準備した。すなわち、0.05%C-1.6%Si-1.4%Mn-1.0%Cu-0.5%Ni-0.003%Bに成分調整し溶製した鋳片を熱間圧延して常温で巻き取った鋼板を、100~600℃で1時間等温保持した後、炉冷する熱処理を施し、ミクロ組織が、フェライトを主相とし、マルテンサイト、またはマルテンサイトおよびベイナイトを第二相とする複合組織を有し、フェライト相におけるCu単独で構成される粒子のサイズを変化させた鋼板を得た。

【0012】なお、ここでの第二相は、主としてマルテンサイト、またはマルテンサイトおよびベイナイトであるが、一部残留オーステナイトを含むことも許容されるものである。また、以下ベイナイトとはベイニティックフェライトも含む。これらの鋼板について疲労試験を行った結果を、図1に示す。この結果より、フェライトとマルテンサイト、又はマルテンサイトおよびベイナイトからなり、一部残留オーステナイトを含む複合組織からなる鋼板において、そのフェライト相におけるCu単独で構成される粒子の平均サイズと疲労限度比には強い相関があり、フェライト相におけるCu単独で構成される粒子の平均サイズが2nm以下で疲労限度比が著しく向上することを新規に知見した。

【0013】このメカニズムは必ずしも明らかではないが、固溶しているCuもしくはCu単独で構成される粒子サイズが2nm以下のCu析出物はフェライト相において繰返し荷重下での交差すべりを抑制し、繰返し荷重による表面のすべりステップの形態を粗で深い状態から密で浅い状態に変化させ、そこでの応力集中が緩和されるために疲労き裂の発生抵抗を向上させると推測される。また、熱間圧延条件等を制限することによって、フェライト相におけるCu単独で構成される粒子の平均サ

イズが2nm以下という鋼板を製造できることも新たに知見した。

【0014】次に、B元素の疲労特性に及ぼす効果についての調査を行った。そのための供試材は、次のようにして準備した。すなわち、0.05%C-1.6%Si-1.4%Mn-0.5%Ni鋼をベースにして、1.0%のCuを添加した鋼とCuを添加しない鋼に、さらに、B含有濃度を変化させた鋼を成分調整し溶製した鋳片を、熱間圧延して常温で巻き取り、ミクロ組織が、フェライトを主相とし、マルテンサイト、またはマルテンサイトおよびベイナイトを第二相とする複合組織を有する鋼板を得た。これらの鋼板について疲労試験を行った結果を、図2に示す。この結果より、1.0%のCuを添加した鋼に限り、B含有濃度と疲労限度比に強い相関があり、さらに、Bの含有濃度が2ppm以上で疲労限度比が著しく向上することを新規に知見した。

【0015】なお、引張試験による機械的性質については、JIS Z 2201記載の5号試験片にて、JIS Z 2241記載の試験方法で測定した。また、鋼板の疲労特性は、図3に示すような板厚3.0mm、長さ98mm、幅38mm、最小断面部の幅が20mm、切り欠きの曲率半径が30mmである疲労試験片を用い、完全両振りの平面曲げ疲労試験によって得られた 2×10^6 回での疲労強度 σ_W を鋼板の引張り強さ σ_B で除した値(疲労限度比 σ_W/σ_B)で評価した。

【0016】また、フェライト相におけるCu単独で構成される粒子は、供試鋼の1/4厚のところから透過型電子顕微鏡サンプルを採取し、エネルギー分散型X線分光(Energy Dispersive X-ray Spectroscopy: EDS)や電子エネルギー損失分光(Electron Energy Loss Spectroscopy: EELS)の組成分析機能を加えた、200kVの加速電圧の電界放射型電子銃(Field Emission Gun: FEG)を搭載した透過型電子顕微鏡によって観察した。観察される粒子の組成は、上記EDSおよびEELSによりCu単独であることを確認した。また本発明で規定するフェライト相におけるCu単独で構成される粒子のサイズは、観察される粒子のサイズをそれぞれ測定したもののその一視野での平均の値である。

【0017】本発明は、上記知見により構成したもので、その要旨は以下の通りである。

(1) 質量%にて、C: 0.03~0.20%、Si: 1.4超~2.5%、Mn: 0.5~3.0%、P: \leq 0.02%、S: \leq 0.01%、Al: 0.005~1.0%、Cu: 0.2~2.0%、B: 0.0002~0.0020%を含み、残部がFe及び不可避免的不純物からなる鋼であって、そのミクロ組織が、フェライトを主相とし、マルテンサイト、またはマルテンサイトおよびベイナイトを第二相とする複合組織であり、フェラ

イト相におけるCuの存在状態は、Cu単独で構成される粒子の大きさが2nm以下の析出状態および/または固溶状態であることを特徴とする、疲労特性に優れた加工用熱延鋼板。

【0018】(2) 前記鋼が、さらに、質量%にて、Ni: 0.1~1.0%を含有することを特徴とする、上記(1)に記載の疲労特性に優れた加工用熱延鋼板。

(3) 前記鋼が、さらに、質量%にて、Ca: 0.005~0.02%、REM: 0.005~0.2%の一種または二種を含有することを特徴とする、上記(1)または(2)に記載の疲労特性に優れた加工用熱延鋼板。

(4) 前記鋼が、さらに、質量%にて、Mo: 0.05~1.0%、V: 0.02~0.2%、Ti: 0.01~0.2%、Nb: 0.01~0.1%、Cr: 0.01~1.0%、Zr: 0.02~0.2%の一種または二種以上を含有することを特徴とする、上記(1)ないし(3)いずれか1項に記載の疲労特性に優れた加工用熱延鋼板。

【0019】(5) 前記(1)ないし(4)のいずれか1項に記載の成分を有する鋼片の熱間圧延に際し、Ar₃変態点以上で熱間仕上圧延を終了した後、Ar₃変態点からAr₁変態点までの温度域で1~10秒間滞留し、その後、20℃/s以上の冷却速度で冷却して、350℃以下の巻取温度で巻き取り、ミクロ組織が、フェライトを主相とし、マルテンサイト、またはマルテンサイトおよびベイナイトを第二相とする複合組織であり、フェライト相におけるCuの存在状態は、Cu単独で構成される粒子の大きさが2nm以下の析出状態および/または固溶状態である鋼板を得ることを特徴とする疲労特性に優れた加工用熱延鋼板の製造方法。

(6) 前記熱間圧延に際し、粗圧延終了後、高圧デケーリングを行い、Ar₃変態点以上で熱間仕上圧延を終了することを特徴とする前記(5)に記載の疲労特性に優れた加工用熱延鋼板の製造方法にある。

【0020】

【発明の実施の形態】以下、本発明を詳細に説明する。まず、本発明の鋼板のミクロ組織およびCuの存在状態について説明する。鋼板のミクロ組織は、優れた加工性を確保するために、フェライトを主相とし、マルテンサイト、またはマルテンサイトおよびベイナイトを第二相とする複合組織とする。ただし、第二相には一部残留オーステナイトを含むことを許容するものである。なお、良好な加工性を保証する良好な延性を確保するためには、フェライトの体積分率が50%以上でかつベイナイトおよび残留オーステナイトの体積分率の合計が40%以下が好ましい。また、70%以下の低降伏比を得るために、さらに好ましくは25%以下である。ここで、フェライト、マルテンサイト、ベイナイトおよび残留オーステナイトの体積率とは鋼板の圧延方向断面厚みの1/4厚における光学顕微鏡で200~500倍で観察され

たマイクロ組織中のそれらの組織の面積分率で定義される。

【0021】また、フェライト相におけるCuの存在状態は、Cu単独で構成される粒子の大きさが2nm以下の析出状態および／または固溶状態とする。これにより、加工性の劣化につながる静的強度の上昇を抑えつつ、すなわち、フェライトを主相とし、マルテンサイト、またはマルテンサイトおよびベイナイトを第二相とする複合組織鋼板の優れた加工性を損なうことなく、疲労特性を向上させることができる。一方、フェライト相におけるCu単独で構成される粒子の大きさが2nm超であると、Cuの析出強化により鋼板の静的強度が著しく上昇するため、加工性が著しく劣化することになる。また、このようなCuの析出強化では、疲労限は静的強度の上昇ほどには向上しないので疲労限度比が低下してしまう。そのため、フェライト相におけるCu単独で構成される粒子の大きさは、2nm以下とする必要がある。

【0022】次に、本発明の化学成分の限定理由について説明する。Cは、0.20%超含有していると加工性及び溶接性が劣化するので、0.20%以下とする。また0.03%未満であると第二相であるマルテンサイト、またはマルテンサイトおよびベイナイトの体積率が減少し、強度が低下するので0.03%以上とする。Siは、フェライト変態の促進と未変態オーステナイト中へのCの濃化を促進する効果があるとともに固溶強化元素として強度上昇に有効である。当該する複合組織において所望の強度を得るためには、1.4%超含有する必要がある。しかし、2.5%超含有すると加工性が劣化する。そこで、Siの含有量は1.4%超、2.5%以下とする。

【0023】Mnは、目的とする第二相であるマルテンサイト、またはマルテンサイトおよびベイナイトを得るために、0.5%以上必要である。また、3.0%超添加するとスラブ割れを生ずるため、3.0%以下とする。Pは、0.02%超添加すると加工性や溶接性に悪影響を及ぼすだけでなく、粒界に偏析して粒界強度を低下させ粒界脆化を起こすので、0.02%以下とする。

【0024】Sは、多すぎると熱間圧延時の割れを引き起こすので極力低減させるべきであるが、0.01%以下ならば許容できる範囲である。Alは、溶鋼脱酸のために0.005%以上添加する必要があるが、コストの上昇を招くため、その上限を1.0%とする。また、あまり多量に添加すると、非金属介在物を増大させ伸びを劣化させるので好ましくは0.5%以下とする。

【0025】Cuは、本発明の最も重要な元素の一つであり、固溶もしくは2nm以下の粒子サイズに析出させることにより疲労特性を改善する効果がある。ただし、0.2%未満では、その効果は少なく、2.0%を超えて含有しても効果が飽和するので、0.2~2.0%と

含有範囲を限定する。Bは、本発明の最も重要な元素の一つであり、Cuと複合添加されることによって疲労限を上昇させる効果がある。ただし、0.0002%未満ではその効果を得るために不十分であり、0.0020%超添加するとスラブ割れが起こる。よって、Bの添加は、0.0002%以上、0.0020%以下とする。

【0026】Niは、Cu含有による熱間脆性防止のために添加する。ただし、0.1%未満ではその効果が少なく、1.0%を超えて添加してもその効果が飽和するので、0.1~1.0%とする。CaおよびREMは、破壊の起点となったり、加工性を劣化させる非金属介在物の形態を変化させて無害化する元素である。ただし、0.005%未満添加してもその効果がなく、Caならば0.02%超、REMならば0.2%超添加してもその効果が飽和するのでCa=0.005~0.02%、REM=0.005~0.2%とする。

【0027】さらに、強度を付与するために、Mo、V、Ti、Nb、Cr、Zrの析出強化もしくは固溶強化元素の一種または二種以上を添加しても良い。ただし、それぞれ、0.05%、0.02%、0.01%、0.01%、0.01%、0.02%未満ではその効果を得ることができない。また、それぞれ、1.0%、0.2%、0.2%、0.1%、1.0%、0.2%を超え添加してもその効果は飽和する。

【0028】次に、本発明の製造方法の限定理由について、以下に詳細に述べる。本発明では、目的の成分含有量になるように成分調整した溶鋼を鋳込むことによって得たスラブを、高温鋳片のまま熱間圧延機に直送してもよいし、室温まで冷却後に加熱炉にて再加熱した後に熱間圧延してもよい。再加熱温度については特に制限はないが、1350℃以上であると、スケールオフ量が多量になり歩留まりが低下するので、再加熱温度は1350℃未満が望ましい。

【0029】熱間圧延工程は、粗圧延を終了後、仕上げ圧延を行うが、最終パス温度(FT)がAr₃変態点以上の温度域で終了する必要がある。これは、熱間圧延中に圧延温度がAr₃変態点を切るとフェライト粒にひずみが残留して延性が低下するためである。ここで、粗圧延終了後に高圧デスケリングを行う場合は、鋼板表面での高圧水の衝突圧P(MPa)×流量L(リットル/cm²)≥0.0025の条件を満たすことが好ましい。

【0030】鋼板表面での高圧水の衝突圧Pは以下のように記述される。(「鉄と鋼」1991 vol. 77 No. 9 p1450参照)

$$P(\text{MPa}) = 5.64 \times P_0 \times V / H^2$$

ただし、

P₀(MPa) : 液圧力

V(リットル/min) : ノズル流量

H(cm) : 鋼板表面とノズル間の距離

【0031】流量Lは以下のように記述される。

$$L \text{ (リットル/cm}^2\text{)} = V / (W \times v)$$

ただし、

V (リットル/min) : ノズル流量

W (cm) : ノズル当たり噴射液が鋼板表面に当たっている幅

v (cm/min) : 通板速度

【0032】さらに、仕上げ圧延後の鋼板の最大高さRyが15μm(15μmRy, 12.5mm, 1n12.5mm)以下であることが好ましい。これは、例えば金属材料疲労設計便覧、日本材料学会編、84ページに記載されている通り熱延または酸洗ままの鋼板の疲労強度は鋼板表面の最大高さRyと相関があることから明らかである。また、その後の仕上げ圧延はデスクレーン後に再びスケールが生成してしまうのを防ぐために5秒以内に行うのが望ましい。

【0033】仕上圧延を終了した後の工程は、まず、Ar₃変態点からAr₁変態点までの温度域(フェライトとオーステナイトの二相域)で1~10秒間滞留する。ここでの滞留は、二相域でフェライト変態を促進させるために行うが、1秒未満では、二相域におけるフェライト変態が不十分なため、十分な延性が得られない。一方、10秒超では、パーライトが生成し、目的とするフェライトを主相とし、マルテンサイト、またはマルテンサイトおよびベイナイトを第二相とするマイクロ組織が得られない。また、1~10秒間の滞留をさせる温度域はフェライト変態を容易に促進させるためAr₁変態点以上800℃以下が望ましく、そのためには、仕上げ圧延終了後20℃/s以上の冷却速度で当該温度域に迅速に到達させることが好ましい。

【0034】次に、その温度域から巻取温度(CT)までは20℃/s以上の冷却速度で冷却するが、20℃/s未満の冷却速度では、パーライトもしくは多量のベイ

ナイトが生成してしまい十分なマルテンサイトが得られず目的とするフェライトを主相とし、マルテンサイト、またはマルテンサイトおよびベイナイトを第二相とするマイクロ組織が得られない。巻取温度が350℃超では、多量のベイナイトが生成して十分なマルテンサイトが得られず目的とするフェライトを主相とし、マルテンサイト、またはマルテンサイトおよびベイナイトを第二相とするマイクロ組織が得られないだけでなく、巻き取り後に静的強度における析出強化能が大きいサイズのCuの析出が起こる恐れがあるため、巻取温度は、350℃以下と限定する。また、巻取温度の下限値は特に限定する必要はないが、コイルが長時間水濡れの状態にあると錆による外観不良が懸念されるため、50℃以上が望ましい。

【0035】

【実施例】以下に、実施例により本発明をさらに説明する。表1に示す化学成分を有するA~Zの鋼は、転炉にて溶製して、連続製造後、表2に示す加熱温度(SRT)で再加熱し、粗圧延後に同じく表2に示す仕上げ圧延温度(FT)で1.2~5.4mmの板厚に圧延した後、表2に示す時間で滞留後、表2に示す冷却速度(CR)で冷却し巻取温度(CT)でそれぞれ巻き取った。なお一部については粗圧延後に衝突圧2.7MPa、流量0.001リットル/cm²の条件で高压デスクレーンを行った。ただし、表中の化学組成についての表示は質量%である。このようにして得られた熱延板の引張試験は、供試材を、まず、JIS Z 2201記載の5号試験片に加工し、JIS Z 2241記載の試験方法に従って行った。表2にその試験結果を示す。鋼板圧延方向断面厚みの1/4厚を光学顕微鏡で200~500倍で観察した組織の体積率を合わせて表2に示す。

【0036】

【表1】

表 1

鋼	化 学 組 成 (単位: 質量%)										備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Ni	B	その他	
A	0.080	1.91	2.24	0.010	0.005	0.044	0.44	0.30	0.0002		本発明
B	<u>0.021</u>	1.02	1.55	0.010	0.007	0.031	1.04	0.66	0.0003		比較例
C	0.060	1.51	1.38	0.009	0.003	0.044	0.38	0.20	0.0002	Ti:0.15	本発明
D	0.081	1.81	1.49	0.007	0.002	0.033	0.38	0.12	0.0003	Mo:0.31	本発明
E	0.051	1.45	1.38	0.010	0.002	0.041	1.01	0.50	0.0002		本発明
F	0.037	1.81	0.77	0.007	0.006	0.038	0.42	0.19	0.0005		本発明
G	0.068	1.71	1.62	<u>0.034</u>	0.004	0.029	0.88	0.51	0.0002		比較例
H	0.072	1.71	1.59	0.011	0.009	0.036	<u>0.12</u>	0.08	0.0005		比較例
I	0.064	1.65	1.61	0.008	0.003	0.028	0.65	0.40	0.0003	Nb:0.05	本発明
J	0.091	1.78	1.42	0.007	0.002	0.033	0.75	0.31	0.0004	V:0.12	本発明
K	0.074	1.62	1.93	0.010	0.005	0.037	0.39	0.40	0.0002	Cr:0.12	本発明
L	0.105	2.03	1.61	0.012	0.006	0.034	0.81	0.54	0.0004	Ca:0.008	本発明
M	0.071	1.55	1.49	0.009	0.003	0.044	0.66	0.42	0.0003	Zr:0.04	本発明
N	0.044	<u>1.91</u>	0.80	0.008	0.002	0.040	0.33	0.33	0.0005		比較例
O	0.120	2.06	1.65	0.007	0.004	0.030	0.45	0.26	0.0006	REM:0.007	本発明
P	0.077	1.71	1.70	0.010	0.003	0.029	0.55	0.03	0.0002		本発明
Q	0.067	1.43	1.38	0.008	0.006	0.038	1.38	0.67	0.0006		本発明
R	0.168	1.48	1.40	0.011	0.003	0.045	0.63	0.36	0.0004		本発明
S	0.076	1.66	1.58	0.009	0.003	0.041	0.71	0.44	<u><0.0001</u>		比較例
T	0.066	1.59	<u>0.32</u>	0.012	0.005	0.032	0.62	0.33	0.0005		比較例

注) アンダーラインは本発明外

表 2

鋼	製 造 条 件				組 織 体 積 率				機 械 的 性 質				疲 勞 特 性		析 出 物 価	備 考	
	SRT (°C)	FT (°C)	停留 時間 (秒)	CR (°C/s)	CT (°C)	フェラ イト (%)	マルテン サイト (%)	ベイナイト (%)	その他 (%)	σ_Y (MPa)	σ_B (MPa)	YR (%)	EL (%)	σW (MPa)			$\sigma W/\sigma_B$ (%)
A-1	1250	840	5	100	150	61	21	18	0	504	974	118P1	21	615	63	0*	本発明
B-1	1250	850	5	100	150	92	0	8	0	489	654	118P1	29	360	55	2	比較例
C-1	1250	850	5	100	150	84	16	0	0	438	731	118P1	26	505	69	0*	本発明
D-1	1230	840	7	100	80	72	19	9	0	515	834	118P1	24	535	64	0*	本発明
B-1	1230	870	7	100	80	81	15	4	0	453	746	118P1	26	500	67	2	本発明
P-1	1230	860	7	100	80	90	10	0	0	355	605	118P1	35	420	69	0*	本発明
P-2	1230	860	8	100	150	91	9	0	0	349	592	118P1	35	420	71	0*	本発明
P-3	1230	860	6	100	300	88	5	7	0	380	612	118P1	32	415	68	2	本発明
G-1	1230	860	6	80	300	76	18	6	0	533	848	118P1	23	450	53	0*	比較例
H-1	1230	840	6	80	300	75	16	9	0	497	800	118P1	25	450	58	0*	比較例
I-1	1180	840	6	80	300	76	17	7	0	507	814	118P1	24	540	66	2	本発明
J-1	1180	820	6	80	150	68	23	9	0	526	866	118P1	23	550	64	0*	本発明
K-1	1180	840	6	100	150	71	20	9	0	530	868	118P1	24	570	66	0*	本発明
K-2	1180	840	0	100	150	39	3	48	10	864	988	118P1	14	525	53	0*	比較例
K-3	1180	840	6	5	150	67	0	9	24	735	824	118P1	15	440	53	0*	比較例
K-4	1180	720	6	100	150	74	16	10	0	746	943	118P1	11	525	56	2	比較例
K-5	1180	840	19	100	150	77	0	20	3	668	838	118P1	20	415	50	2	比較例
K-6	1180	840	6	100	550	70	0	8	22	715	872	118P1	18	425	49	4	比較例
L-1	1150	810	5	60	150	57	28	15	0	632	966	118P1	19	585	62	0*	本発明
M-1	1150	840	5	60	100	77	19	4	0	477	799	118P1	26	520	65	0*	本発明
F-1	1150	880	5	60	100	93	7	0	0	326	568	118P1	34	370	65	0*	比較例
O-1	1230	810	5	60	150	57	29	14	0	622	986	118P1	20	615	62	0*	本発明
P-1	1230	840	5	60	150	70	18	12	0	553	859	118P1	23	540	63	0*	本発明
Q-1	1230	840	6	100	150	66	12	22	0	522	805	118P1	23	510	63	0*	本発明
Q-2	1230	820	6	100	150	72	20	8	0	492	800	118P1	26	520	65	0*	本発明
Q-3	1180	820	3	100	150	67	12	21	0	503	821	118P1	25	510	62	0*	本発明
Q-4	1180	820	9	100	150	80	17	3	0	486	789	118P1	27	520	66	2	本発明
Q-5	1180	820	6	100	150	76	16	8	0	513	804	118P1	25	520	65	0*	本発明
Q-6 **	1180	820	6	100	150	75	18	7	0	489	816	118P1	26	545	67	0*	本発明
Q-7	1180	820	6	30	150	72	11	17	0	492	798	118P1	25	515	65	2	本発明
R-1	1150	810	4	30	150	58	27	15	0	631	991	118P1	20	620	63	0*	本発明
S-1	1150	840	4	100	150	70	25	5	0	531	841	118P1	23	470	56	0*	比較例
T-1	1150	840	4	100	150	94	0	6	0	436	594	118P1	28	325	55	0*	比較例

注1) *: 観察できず ** : 高圧ディスクリング (条件: $P=2$, 7MPa , $L=0$, $0.01\text{リットル}/\text{cm}^3$) *** : 残留オーステナイトも含む
 注2) アンダーラインは本発明外

【0038】さらに、図3に示すような長さ98mm、幅38mm、最小断面部の幅が20mm、切り欠きの曲率半径が30mmである平面曲げ疲労試験片にて、完全両振りの平面曲げ疲労試験を行った。鋼板の疲労特性は、 2×10^6 回での疲労強度 σW を鋼板の引張り強さ σB で除した値(疲労限度比 $\sigma W/\sigma B$)で評価した。また、フェライト相におけるCu単独で構成される粒子は、供試鋼の1/4厚のところから透過型電子顕微鏡サンプルを採取し、エネルギー分散型X線分光(EDS)や電子エネルギー損失分光(EELS)の組成分析機能を加えた、200kVの加速電圧の電界放射型電子銃

(FEG)を搭載した透過型電子顕微鏡によって観察した。観察される粒子の組成は、上記EDSおよびEELSによりCu単独であることを確認した。また、本願で規定するフェライト相におけるCu単独で構成される粒子のサイズは、観察される粒子のサイズをそれぞれ測定したもののその一視野での平均の値である。

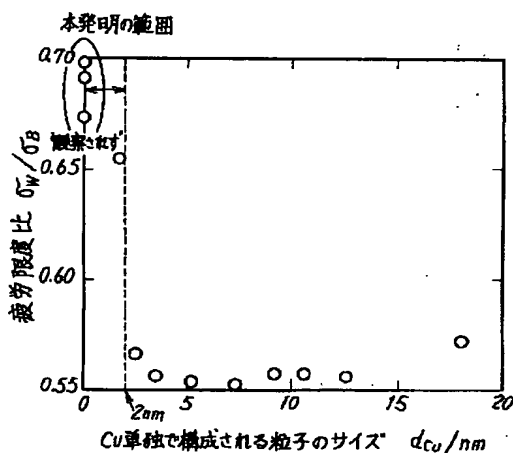
【0039】本発明に沿うものは、鋼A-1、C-1、D-1、E-1、F-1、F-2、F-3、I-1、J-1、K-1、L-1、M-1、O-1、P-1、Q-1、Q-2、Q-3、Q-4、Q-5、Q-6、Q-7、R-1の22鋼であり、フェライトを主相とし、マ

ルテンサイト、またはマルテンサイトおよびベイナイトを第二相とする複合組織であり、フェライト相におけるCuの存在状態が、Cu単独で構成される粒子の大きさが2nm以下の析出状態および／または固溶状態である疲労特性に優れた加工用熱延鋼板が得られている。

【0040】上記以外の鋼は、以下の理由によって本発明の範囲外である。すなわち、鋼B-1は、Cの含有量が本発明の範囲外であるのでミクロ組織中のマルテンサイトの体積率が十分でなく低降伏比で十分な疲労限度比も得られていない。鋼G-1は、Pの含有量が本発明の範囲外であるのでPが粒界に偏析して粒界強度を低下させるため十分な疲労限度比が得られていない。鋼H-1は、Cuの含有量が本発明の範囲外であるので疲労特性を改善する効果が少なく十分な疲労限度比が得られていない。

【0041】鋼K-2および鋼K-5は、仕上圧延後の滞留時間が本発明の範囲外であるので目的とするフェライトを主相とし、マルテンサイトまたはマルテンサイトおよびベイナイトを第二相とするミクロ組織が得られず低降伏比で十分な疲労限度比も得られていない。鋼K-3は、滞留後の冷却速度(CR)が本発明の範囲外であるのでパーライトが生成してしまい目的とするフェライトを主相とし、マルテンサイトまたはマルテンサイトおよびベイナイトを第二相とするミクロ組織が得られず低降伏比(YR)で十分な疲労限度比も得られていない。鋼K-4は、仕上圧延終了温度(FT)が本発明の範囲外であるのでフェライト粒にひずみが残留して延性が低下するだけでなく低降伏比(YR)も得られていない。*

【図1】



*【0042】鋼K-6は、熱間圧延後の巻取温度(CT)が本発明の範囲外であるので目的とする第二相のマルテンサイトを十分に得られない。また、Cu単独で構成される粒子の大きさが2nm以上になる。そのため十分な疲労限度比(σ_w/σ_B)が得られていない。鋼N-1は、Si含有量が本発明の範囲外であるので目標とする強度が得られていない。鋼S-1は、Bの含有量が本発明の範囲外であるのでCuと複合添加されることで発現する疲労特性向上効果を得ることができず十分な疲労限度比も得られていない。鋼T-1は、Mnの含有量が本発明の範囲外であるので目的とする第二相のマルテンサイトを十分に得られず低降伏比も得られていない。

【0043】

【発明の効果】以上詳述したように、本発明は、590MPa以上の強度を有する疲労特性に優れた加工用熱延鋼板およびその製造方法を提供するものであり、これらの熱延鋼板を用いることにより、伸びを始めとする加工性を十分に確保しつつ疲労特性の大幅な改善が期待できるため、本発明は、工業的価値が高い発明であると言える。

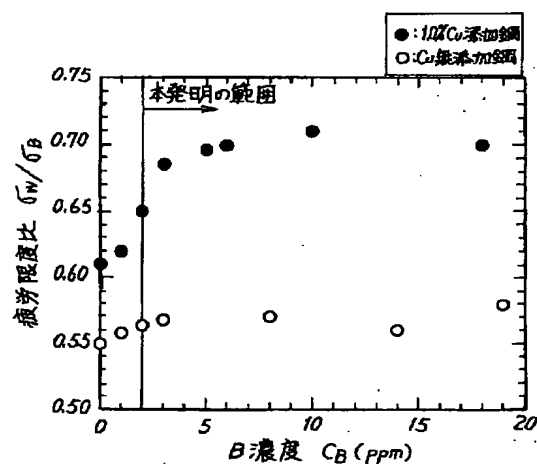
【図面の簡単な説明】

【図1】本発明に至る予備実験の結果を、Cu単独で構成される粒子の大きさと疲労限度比の関係で示す図である。

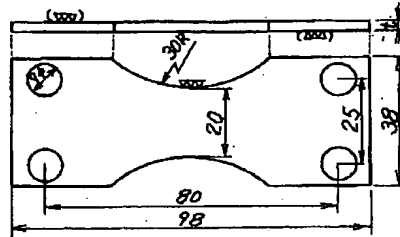
【図2】本発明に至る予備実験の結果を、B元素の濃度と疲労限度比の関係で示す図である。

【図3】疲労試験片の形状を説明する図である。

【図2】



【図3】



【手続補正書】

【提出日】平成11年5月26日（1999. 5. 26）

【補正方法】変更

【補正内容】

【手続補正1】

【0037】

【補正対象書類名】明細書

【表2】

【補正対象項目名】0037

表 2

例	製造条件				組織体積率				機械的性質				疲労特性		析出物		備考
	SRT (°C)	FT (°C)	停留 時間 (秒)	CR (°C/s)	CT (°C)	フェラ サイト (%)	マルテン サイト (%)	ベイナイト (%)	その他 (%)	σ_y (MPa)	σ_B (MPa)	YR (%)	EI (%)	σ_W (MPa)	σ_W/σ_B (%)	dCu (mm)	
A-1	1250	840	5	100	150	61	21	18	0	604	974	62.0	21	615	63	0.1	本発明
B-1	1250	850	5	100	150	92	0	8	0	489	654	74.8	29	350	55	2	比較例
C-1	1250	850	5	100	150	84	18	0	0	498	731	59.9	26	505	69	0.1	本発明
D-1	1230	840	7	100	80	72	19	9	0	515	834	61.8	24	535	64	0.1	本発明
E-1	1230	870	7	100	80	81	15	4	0	453	746	60.7	26	500	67	2	本発明
F-1	1230	860	7	100	80	90	10	0	0	355	606	58.6	35	420	69	0.1	本発明
F-2	1230	860	6	100	150	91	9	0	0	349	592	59.0	35	420	71	0.1	本発明
F-3	1230	860	6	100	300	88	5	7	0	380	612	62.1	32	415	68	2	本発明
G-1	1230	880	6	80	300	76	18	6	0	533	848	62.9	23	450	53	0.1	比較例
H-1	1230	840	6	80	300	75	16	9	0	497	800	62.1	25	450	56	0.1	比較例
I-1	1180	840	6	80	300	76	17	7	0	507	814	62.3	24	540	66	2	本発明
J-1	1180	820	6	80	150	68	23	9	0	526	866	60.7	23	550	64	0.1	本発明
K-1	1180	840	6	100	150	71	20	9	0	530	868	61.1	24	570	66	0.1	本発明
K-2	1180	840	0	100	150	39	3	48	10	664	988	87.4	14	525	53	0.1	比較例
K-3	1180	840	6	5	150	67	0	9	24	735	824	83.2	15	440	53	0.1	比較例
K-4	1180	720	6	100	150	74	18	10	0	746	943	79.1	11	525	56	2	比較例
K-5	1180	840	19	100	150	77	0	20	3	668	836	79.9	20	415	50	2	比較例
K-6	1180	840	6	100	550	70	0	8	22	715	872	82.0	18	425	49	4	比較例
L-1	1150	810	5	60	150	57	28	15	0	632	966	65.4	19	595	62	0.1	本発明
M-1	1150	840	5	60	100	77	19	4	0	477	799	59.7	26	520	65	0.1	本発明
N-1	1150	860	5	60	100	93	7	0	0	336	558	59.2	34	370	65	0.1	比較例
O-1	1230	810	5	60	150	57	29	14	0	622	986	63.1	20	615	62	0.1	本発明
P-1	1230	840	5	60	150	70	18	12	0	553	859	64.4	23	540	63	0.1	本発明
Q-1	1230	840	6	100	150	66	12	22	0	522	805	64.8	23	510	63	0.1	本発明
Q-2	1230	820	6	100	150	72	20	8	0	492	800	61.5	26	520	65	0.1	本発明
Q-3	1180	820	3	100	150	67	12	21	0	503	821	61.3	25	510	62	0.1	本発明
Q-4	1180	820	9	100	150	80	17	3	0	466	789	59.1	27	520	66	2	本発明
Q-5	1180	820	6	100	150	76	16	8	0	513	804	63.8	25	520	65	0.1	本発明
Q-5 **	1180	820	6	100	150	75	18	7	0	489	816	59.9	26	545	67	0.1	本発明
Q-7	1180	820	6	30	150	72	11	17	0	492	788	61.7	25	515	65	2	本発明
R-1	1150	810	4	30	150	58	27	15	0	631	991	63.7	20	620	63	0.1	本発明
S-1	1150	840	4	100	150	70	25	5	0	531	841	63.1	23	470	58	0.1	比較例
T-1	1150	840	4	100	150	94	0	6	0	436	594	73.4	29	325	55	0.1	比較例

注1) *: 観察できず ** : 高圧デスクレーシング (条件: $P=2.7$ MPa, $L=0.001$ リットル/ cm^3) *** : 残留オーステナイトも含む

注2) アンダーラインは本発明外

フロントページの続き

(51)Int.Cl.⁷

C 2 2 C 38/58

識別記号

F I

C 2 2 C 38/58

テマコード (参考)

(72)発明者 高橋 学

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式
会社技術開発本部内

F ターム(参考) 4K037 EA01 EA02 EA05 EA06 EA09
EA11 EA13 EA15 EA16 EA17
EA19 EA20 EA23 EA25 EA28
EA31 EA32 EA35 EA36 EB05
EB07 EB09 EB11 FB04 FB10
FC07 FD03 FD04 FE01 FE06